

Der Einfluss von Eigenspannungen in 100Cr6 auf die mittels Hochgeschwindigkeitsflammspritzen (HVOF) erzeugten WC-Co Schichten

W. Tillmann, M. Abdulgader, S. Hüning

Lehrstuhl für Werkstofftechnologie / TU-Dortmund

mohamed.abdulgader@udo.edu.

Abstract

Die Untersuchung der induzierten Eigenspannungen beim thermischen Spritzen ist für das eingehende Verständnis des Schichtverhaltens unerlässlich. Durch das thermische Spritzen können, aufgrund verschiedener Mechanismen, unterschiedliche Arten von Eigenspannungen induziert werden. Auf der Substratseite können die Eigenspannungen infolge von Erwärmen und Kühlen des Substrates bei der Wärmebehandlung, durch den Aufprall der Strahlpartikel bei der Aufrauung der Substratoberfläche sowie während der Beschichtung hervorgerufen werden. Die Eigenspannungen in der Beschichtung entstehen hauptsächlich durch das Abschrecken der auftreffenden Spritzpartikeln. Die induzierten Spannungen wirken sich direkt auf die Verschleißfestigkeit und Haftfestigkeit der erzeugten Schichten aus. Diese Arbeit untersucht den Zusammenhang zwischen Eigenspannungen, die durch die Wärmebehandlung und die Aufrauung des Substrates induziert wurden, und die Makrostrukturen sowie dem Verschleißverhalten der erzeugten Schichten. Um die Wirkung der Wärmebehandlung zu untersuchen, wurden Lagerstahlproben aus 100Cr6 in drei Härtegraden verwendet. Die Proben wurden zunächst durch Sandstrahlen oberflächlich aufgeraut und anschließend mittels HVOF mit WC-Co beschichtet. Die Wärmebehandlung verschiebt die Eigenspannungen von 100Cr6 in den Bereich erhöhter Zugspannung. Bei den durch das Sandstrahlen induzierten Spannungen handelt es sich, wie auch in den aufgetragenen Schichten, um Druckspannungen. Einen starken Einfluss auf die induzierten Spannungen hat die Verweilzeit der Spritzflamme auf dem Substrat während des Beschichtungsprozesses. Ein Effekt auf die Phasenzusammensetzung der erzeugten Schichten durch die induzierten Eigenspannungen ist nicht zu beobachten.

1 Einleitung

Unter dem Begriff des thermischen Spritzens werden unterschiedliche Spritzverfahren zusammengefasst, welche sich durch die Art des Spritzzusatzwerkstoffes (hauptsächlich Draht, Fülldraht und Pulver) charakterisieren lassen. Die An- bzw. Aufschmelzung des Spritzzusatzwerkstoffes wird entweder durch elektrische Lichtbögen, Laserstrahl, Brennstoff-Sauerstoff-Flamme, Brennstoff-Luft-Flamme, Warme Druckluft oder einen Plasmastrahl realisiert (siehe *Abb. 1*). Die Hauptunterscheidungsmerkmale beim thermischen Spritzen sind die erreichbare Partikelgeschwindigkeiten und -temperaturen. Die entstehenden Spritzpartikel werden durch Prozessgase in Richtung vorbereiteten Substratoberfläche beschleunigt. Nach dem Aufprallen, der Verformung sowie der Wärmeübertragung an den Grundwerkstoff erstarren diese und bilden lageweise eine Schicht.

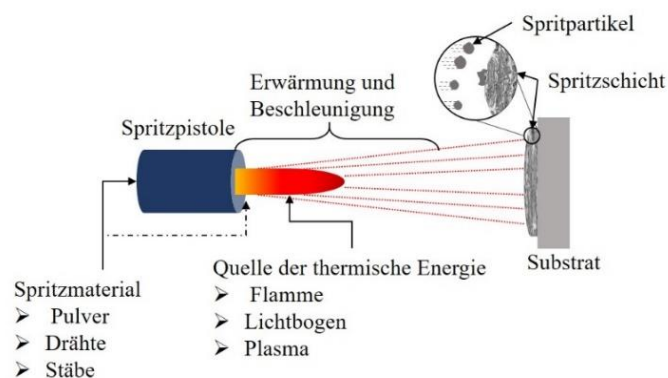


Abb. 1: Wirkprinzip des thermischen Spritzens

Im Vergleich zu konventionellen Werkstoffen, die nach derzeitigem Stand der Technik für Gleit- und Lagerflächen genutzt werden, bieten Verschleißschuttschichten durch die höhere Härte und die besseren Reibeigenschaften signifikante Vorteile im Einsatz. Deshalb zeichnen sich die erzeugten Schichten durch einen hohen Widerstand gegen abrasiven, korrosiven und kavitativen Verschleiß aus und ermöglichen somit eine längere Lebensdauer unter größeren Belastungen [1, 2].

Die Entwicklung im Bereich des Hochgeschwindigkeitsflammspritzens (HVOF) ermöglicht die Beschichtung mit erhöhter Partikelgeschwindigkeit (über 800 m/s). Beim HVOF-Verfahren wird der Spritzwerkstoff, in Form von Pulver, in der Flame injiziert. Hierbei werden die Partikel generell in einen teilgeschmolzenen Zustand versetzt und

auf erhöhte Geschwindigkeit gebracht. Der Aufschmelzgrad der injizierten Pulverpartikel ist von den thermophysikalischen Eigenschaften des Spritzmaterials, der Pulvergröße und den Prozessparametern abhängig. Die im Vergleich zu anderen Spritzverfahren, wie dem Lichtbogenspritzverfahren oder dem Plasmaspritzverfahren, deutlich höheren Partikelgeschwindigkeiten führen zu Schichten mit geringerer Porosität sowie feinere Schichtoberfläche. Weiterhin weisen diese Schichten eine höhere Haftfestigkeit zwischen Schicht und Substrat auf [3, 4].

Eine mögliche Folge der hohen Temperaturen und des anschließenden Abkühlvorgangs ist die Entstehung von Eigenspannungen im Schichtgefüge und im Bauteil. Die sich einstellenden Eigenspannungen beim thermischen Spritzen entstehen aus drei grundlegenden Mechanismen: dem Aufheizen und Abkühlen des Substrates durch die Flame, dem Aufprallen der Partikel (sowohl Spritz- als auch Strahlpartikel) und dem Abschrecken der Spritzpartikel beim Aufprall [5, 6]. Durch die röntgenographische Spannungsanalyse können die phasenspezifischen mikroskopischen Eigenspannungen nahe der Oberfläche zerstörungsfrei bestimmt werden. In der thermischen Spritztechnik existieren eine Reihe von Untersuchungen, in denen die Bildung von Eigenspannungen in Abhängigkeit von Spritzverfahren, Substratvorbereitung und den erzeugten Schichten ermittelt wurde [5, 7–10]. Durch die hierbei zumeist getrennte Betrachtung einzelner Einflussgrößen, konnten sich gegenseitig beeinflussende Faktoren nicht oder nur unzureichend analysiert werden.

Die Prozesstemperaturen beim thermischen Spritzen hängen von dem unterschiedlichen Durchsatz an Prozessgasen ab. Dadurch bedingt zeigt sich beim HVOF-Verfahren im Vergleich zum Lichtbogen- oder Plasmaspritzen ein vielfach höherer Wärmeenergieeintrag in das Bauteil. So wird die eingebrachte Wärme teilweise nicht schnell genug abgeführt, wodurch es zu unerwünschten Gefüge- und Phasenumwandlungen im Substrat, aber auch in der Schicht kommen kann. Allerdings werden bei hochkinetischen Verfahren zumeist Druckeigenspannungen in die Oberfläche eingebracht, wohingegen sich die eher thermisch geprägten Verfahren (z.B. Plasmaspritzen) durch induzierte Zueigenspannungen auszeichnen. Die gebildeten Eigenspannungen können verschiedene Eigenschaften, wie die Zähigkeit, Verschleißbeständigkeit und Haftzugfestigkeit, des Schichtsystems beeinflussen [5, 6, 8, 11–13].

In dieser Arbeit wird der Effekt der unterschiedlichen Härtegrade und der Substratvorbereitung auf die induzierten Eigenspannungen in den zu beschichtenden Bauteilen sowie auf die Eigenschaften der applizierten Schichten untersucht. Insbesondere werden Art und Größe der Eigenspannungen im Lieferzustand, in sandgestrahlten Proben und

in den applizierten Schichten analysiert. Die Untersuchungen beinhalten die Ermittlung der Effekte der induzierten Eigenspannungen auf die erzeugten Schichten und das Schichtverhalten.

2 Experimentelles

In dieser Arbeit soll die Charakterisierung der mittels HVOF erzeugten WC-12Co-Verschleißschuttschichten hinsichtlich der resultierenden Eigenspannungen sowie deren Effekt auf die resultierende Schichtqualität erfolgen. Für diesen Zweck wurden Proben zur Eigenspannungsuntersuchung, zum Verschleißverhalten und zur Untersuchung der Haftfestigkeit herangezogen. Als Spritzzusatzwerkstoff kommt ein kommerziell verfügbares, agglomeriertes und gesintertes WC-12Co Pulver (Körnung -45+15 µm) zum Einsatz. Die kaltgezogenen Rundprofile aus Wälzlagerstahl 100Cr6 (1.3505) wurden in drei Härtegraden für die Untersuchungen eingesetzt. Die Proben haben einen Durchmesser von 15 mm und eine Länge von 200 mm. Tab. 1 zeigt die chemische Zusammensetzung des 100Cr6 Stahls.

Tab. 1: Zusammensetzung des Wälzlagerstahls 100Cr6

Element	C	SI	Mn	P	S	Cr	Mo	Fe
Gew. %	0,93- 1,05	0,15-0,35	0,25-0,45	≤ 0,025	≤ 0,0015	1,35-1,60	≤ 0,10	Rest

Für die Beschichtungen kam eine CJS-HVOF (K5.2) Anlage der Firma Thermico GmbH mit CPF2 Pulverförderer zum Einsatz. Um die Schichthaftung zu untersuchen, wurden jeweils fünf Proben aus den drei Härtegraden präpariert, beschichtet und nach DIN EN 10002-2 untersucht. Die im Rahmen von Vorversuchen bereits festgelegten Spritzparameter können Tab. 2 entnommen werden. Mit diesen Parametern wurden optimale Schichten, in Hinsicht auf die Porosität, Homogenität und Oberflächenrauigkeit, erzeugt.

Tab. 2: Optimierte Spritzparameter

Pulver	Spritzparameter			Pulverförderer			Brennerbewegung				Düsen- länge [mm]
	Kerosin [l/h]	O2 [l/min]	H [l/min]	N [l/min]	Dosierer- [%]	Förderrate [g/min]	Spritz- abstand [mm]	Y – [mm]	X – [mm/min]	Über- läufe	
WC-12Co / (-45+15 µm)	20	800	50	10	4,2	50	300	4	17500	20	140

Die zu beschichtenden Oberflächen der Proben werden vor dem Spritzen mit Edelkorund F110, einem Strahldruck von 3 bar, einem Strahlabstand von 100 mm, einem Strahlwinkel von 45 ° und einer Strahldauer von ca. 45 s aufgeraut.

Mit Hilfe von Röntgenbeugung (XRD) konnten sowohl die erzeugten Schichten als auch die Proben im Ausgangszustand und nach der Aufrauhung mittels Sandstrahlen hinsichtlich der Phasenzusammensetzungen und der Eigenspannungen analysiert werden. Hierzu kam das Röntgendiffraktometer D8 Advanced der Firma Bruker zum Einsatz. Für die Bestimmung der sich ergebenden Eigenspannungen wird die Abstandsänderung einer Gitterebene für verschiedene positive und negative Neigungswinkeln (ψ) ermittelt. Die Daten über Abstandsänderung in Abhängigkeit von Neigungswinkel wurden mit der Bruker Software Leptos analysiert. Mit Hilfe der $\sin 2\psi$ -Methode nach [14,15] konnten die genauen Werte der induzierten Eigenspannungen berechnet werden.

Die erzeugten Schichten wurden hinsichtlich ihre Verschleißfestigkeit mittels Pin-on-Tube-Verfahren untersucht (siehe Abb. 2). Hierbei handelt es sich um ein am Lehrstuhl für Werkstofftechnologie der TU Dortmund eigenentwickeltes Verschleißtestverfahren, um den Verschleiß zylindrischer Oberflächen zu untersuchen. Dabei wurde eine gesinterte Al_2O_3 -Kugel mit einem Durchmesser von 6 mm und einer durchschnittlichen Mikrohärtigkeit von $1930 \pm 82 \text{ HV } 0,3$ verwendet. Ein Radialkraft F_N von 10 N wird über den pneumatischen Zylinder mittels Druckluft auf die Prüffläche aufgebracht. Der Verschleiß wurde für eine Umdrehungszahl von 360000 ermittelt. Die Volumenverluste in den Verschleißspuren wurden mit einem optischen 3D-Oberflächenprofilometer (InfiniteFocus, Alicona Imaging GmbH, Österreich) ermittelt.

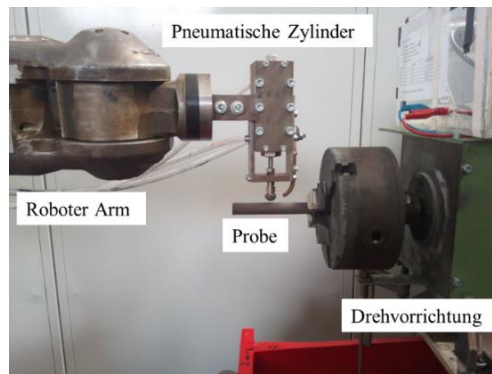


Abb. 2: Pin-on-tube Vorrichtung zur Untersuchung des Verschleißverhaltens

Für die Schichthärtemessung kam ein Mikrohärteprüfgerät zum Einsatz (M-400, LECO GmbH, Deutschland). Um einen Härteverlauf für die erzeugten Schichtsysteme zu erhalten, wurden an jeder Probe 17 Härtemessungen (HV 0,3) durchgeführt. Hierbei befindet sich der erste Härteeindruck in der applizierten Schicht und repräsentiert somit deren Härte. Ein weiterer Messpunkt liegt im Substrat/Schicht-Interface, gefolgt von zusätzlichen Eindrücken in konstanten Abständen Richtung Probenmitte.

3 Ergebnisse und Diskussion

3.1 Phasenanalyse der gehärteten Proben

Der Lagerstahl 100Cr6 ist über ein großes Härtespektrum einstellbar und bietet damit die erforderlichen Voraussetzungen für die Untersuchung der Effekte von unterschiedlichen Härtegraden auf die induzierten Eigenspannungen in mittels HVOF erzeugten Schichten. In diesem Abschnitt werden folgende Abkürzung verwendet. Die Abkürzung **H** steht für höchsten Härtezustand (HV 650 (HRC 56)), **M** für mittlerer Härtezustand (HV 450 (HRC 45)) und **W** für den niedrigsten Härtezustand (HV 300 (HRC 30)). Wie in *Abb. 3* ersichtlich, weist der Lagerstahl 100Cr6, abhängig vom jeweiligen Härtezustand, unterschiedliche Phasenverteilungen auf.

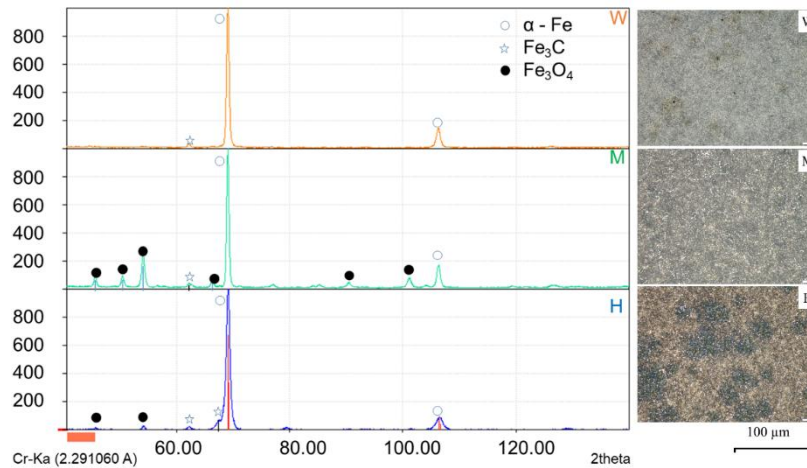


Abb. 3: Phasenanalyse der unterschiedlich gehärteten 100Cr6-Substraten

Die XRD-Ergebnisse zeigen deutlich, dass die Röntgenbeugung im Fall der Probe **H** breitere Peaks als die Proben **M** und **W** umfasst. Ein kleiner Unterschied zwischen den drei Härtegraden lässt sich in der Abbildung erkennen. Im mittleren Zustand sind sowohl rechts als auch links vom α -Fe Peak kleinere Peaks auszumachen, welche im weichen und harten Zustand nicht ersichtlich sind. Diese Ausschläge sind für die gebildeten Magnetite (Fe_3O_4) in der **M** Probe. Die Ursache für diese Peaks ist auf die Wärmebehandlung und die Art der Abkühlung zurückzuführen. Weiterhin zeigen die beigefügten Querschliffe, dass die Probe **W** hauptsächlich aus Perlite, die Probe **M** s.o. aus Perlite und Martensit, und die Probe **H** s.o. aus Bainite und Martensit bestehen.

3.2 Charakterisierung der Erzeugten Schichten

Die Schichten wurden mittels optimierter Prozessparameter hergestellt. Die Abb. 4 zeigt ein dichtes und homogenes Gefüge bei einer Schichtdicke von 300 μm . Die Mikrohärte beträgt 1056,0 HV0,3 in **W** Zustand, 1313,9HV0,3 in **M** Zustand und 1028,9HV0,3 in **H** Zustand.

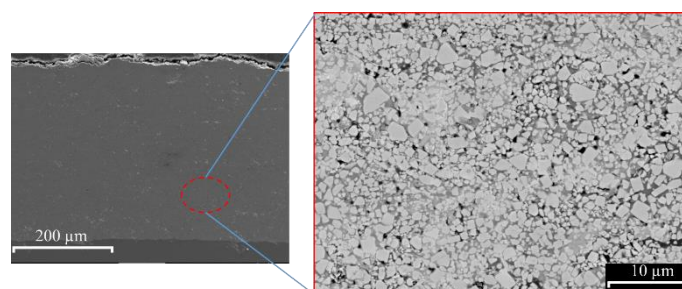


Abb. 4: Mikrostruktur der aufgetragenen Schichten

Ein typisches Röntgenbeugungsmuster der WC-12Co-Beschichtung ist in *Abb. 5* dargestellt, welche WC als Hauptphase und geringe Mengen von W_2C , W und Co_xW_yC zeigt. Dies deutet darauf hin, dass eine Entkohlung des WCs stattgefunden hat. Während des Spritzvorgangs löst sich W aus WC in dem Bindemittel auf und C löst sich aus dem WC und oxidiert zu CO oder CO_2 . Somit bildet sich während der Abkühlung Co_5W_3C , welches die Bildung von W_2C durch den Entzug von W aus WC begünstigt. In allen Fällen zeigten das XRD-Muster das Vorhandensein von W_2C , Co und Co_5W_3C -Phasen an. Die hohe Anzahl an Überläufen begünstigen die Auflösung und Diffusionsvorgänge von W in der Matrix und somit die eventuelle zu einer Bildung von amorphen oder nanokristallinen Hartphasen. Die amorphen und nanokristallinen Phasen sowie die Präsenz von W_2C und Co_xW_yC führen zu einem Anstieg der Härte in den erzeugten Schichten.

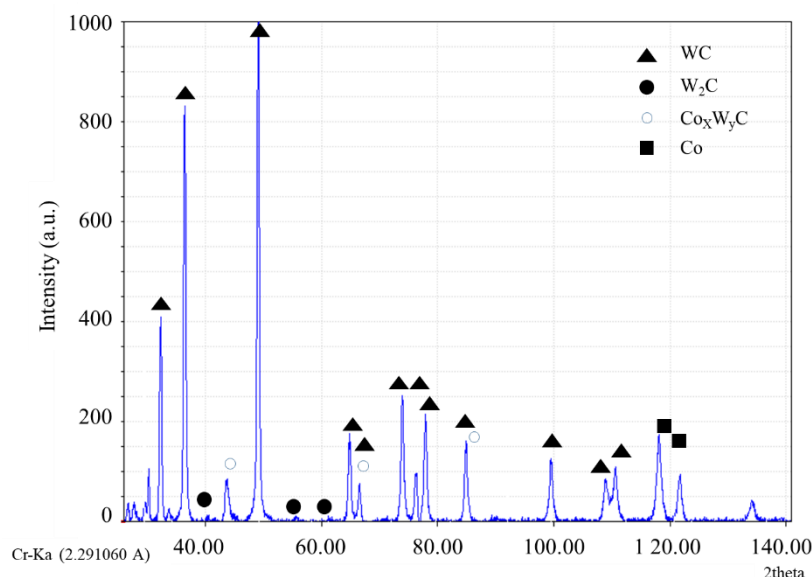


Abb. 5: Phasenanalyse der erzeugten Schichten

Abbildung 6 zeigt der Härteverlauf in der Schicht, im Interface zwischen Schicht und Substrat sowie durch den Grundwerkstoff. Die Härte der erzeugten Schichten wird nicht von der Härte der darunter liegenden Substratoberfläche beeinflusst. Die Mikrohärt beträgt 1056,0HV0,3 in **W** Zustand, 1313,9HV0,3 in **M** Zustand und 1028,9HV0,3 in **H** Zustand.

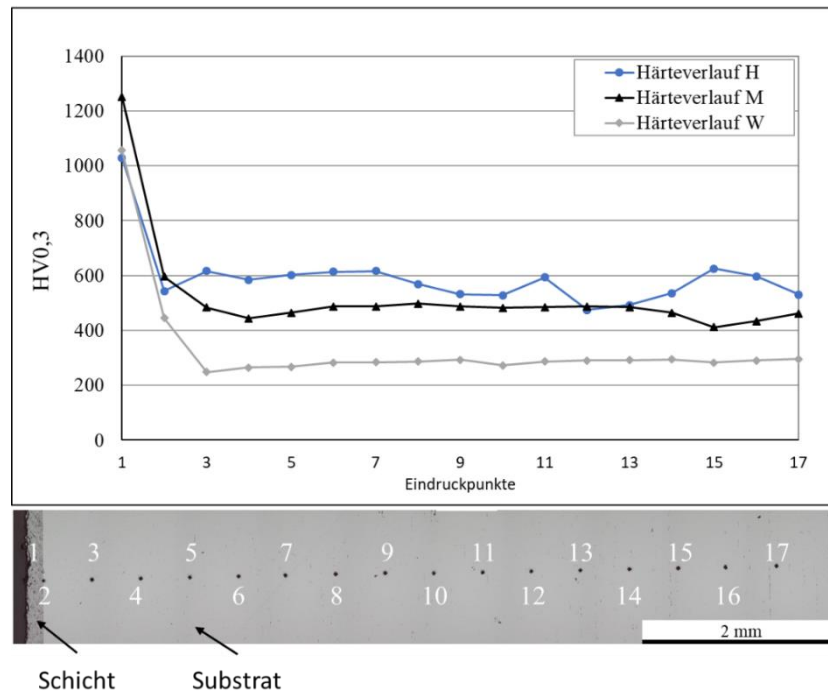


Abb. 6: Härteverlauf in den erzeugten Schichtverbund

3.2 Eigenspannung im Lieferzustand und im sandgestrahlten Zustand

Als erstes wird der Effekt der Wärmebehandlung auf den Eigenspannungszustand evaluiert. Abbildung 7 zeigt, dass die Druckeigenspannung abnimmt und die Zugeigenspannung mit zunehmender Härte ansteigt. So liegt die mittlere Eigenspannung des Probenzustandes W, mit ca. $-204,50$ MPa, deutlich im Bereich der Druckeigenspannung. Dies hohe Druckeigenspannung ist auf den Herstellungsprozess (kaltgezogen) zurückzuführen. Durch die Wärmebehandlung nehmen die Druckspannungen ab und erreichen beim Probenzustand M einem Wert von $-88,2$ MPa. Bei dem Probenzustand H schlagen die induzierten Druckeigenspannungen in Zugeigenspannungen mit einem Wert von $+213,4$ MPa um. Durch die Oberflächenaufrauung mittels Sandstrahlen werden bei allen Proben Druckeigenspannung hervorgerufen. Die größte Zustandsänderung (von $+213,4$ MPa auf $-452,1$ MPa) wurde bei dem Probenzustand H beobachtet.

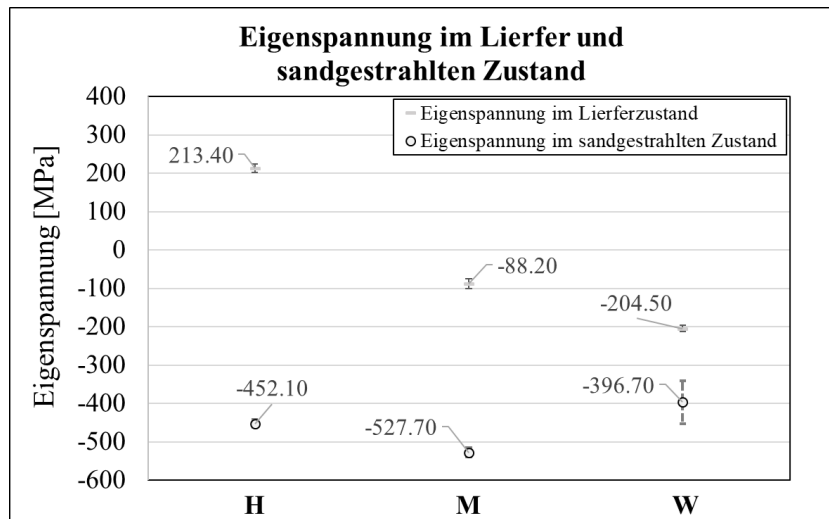


Abb. 7: Eigenspannung im Lieferzustand und im sandgestrahlten Zustand

3.3 Eigenspannung in den erzeugten Schichten

In den erzeugten Schichten herrschen vorwiegend Druckeigenspannungen vor (siehe Abb. 8). Die mittlere Eigenspannung nimmt mit abnehmender Härte zu. So ist die mittlere Druckeigenspannung im Zustand **W** am größten und ist mit $-932,2$ MPa um mehr als $652,5$ MPa größer als bei Zustand **H**. Im mittleren Zustand beträgt die mittlere Eigenspannung ca. $-679,1$ MPa. Die Dicke der WC-12Co Schichten ist direkt von der Anzahl der Überläufe der Spritzpistole abhängig. Während des Auftragens und bei jedem Überlauf erhöht sich die Temperatur der zu beschichtenden Proben. Somit werden Druckeigenspannung, die durch den Sandstrahlvorgang induziert wurden, abgebaut.

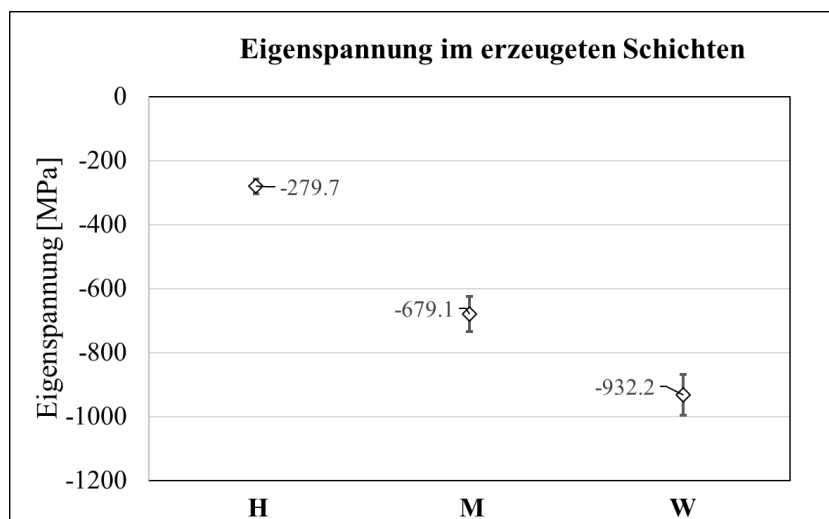


Abb. 8: Eigenspannung in den erzeugten Schichten

3.4 Haftung und Verschleiß der erzeugten Schichten

Die Ergebnisse des Haftzugversuches lassen darauf hindeuten, dass mit den gewählten Beschichtungsparametern für die HVOF-Anlage alle drei Härtegrade in etwa die gleiche Haftzugfestigkeit aufweisen (siehe Abb. 9a). Bei allen Zugversuchen der geklebten Proben kam es immer zu einem Bruch in der Klebezone. Dies deutet darauf hin, dass die Haftzugfestigkeit der Schicht in diesem Fall höher ist als die des Klebers. Die Untersuchungen lassen keinen klaren Zusammenhang zwischen den Eigenspannungen der drei Härtegrade und der Haftzugfestigkeit der Schicht erkennen. Eine geringfügig bessere Haftung lässt sich bei den Zuständen **W** und **M** erkennen.

Abb. 9b zeigt das Verschleißverhalten der erzeugten Schichten. Es ist deutlich zu erkennen, dass im beschichteten Zustand alle drei Proben etwa das gleichen Verschleißverhalten zeigen. Den geringsten Verschleißkoeffizienten weist der mittlere Härtegrad im beschichteten Zustand auf. Es ist zu erkennen, dass die Beschichtung grundlegend einen großen Einfluss auf den Verschleißkoeffizienten hat, die Wärmebehandlung vor dem Beschichten jedoch eine eher kleinere Rolle spielt.

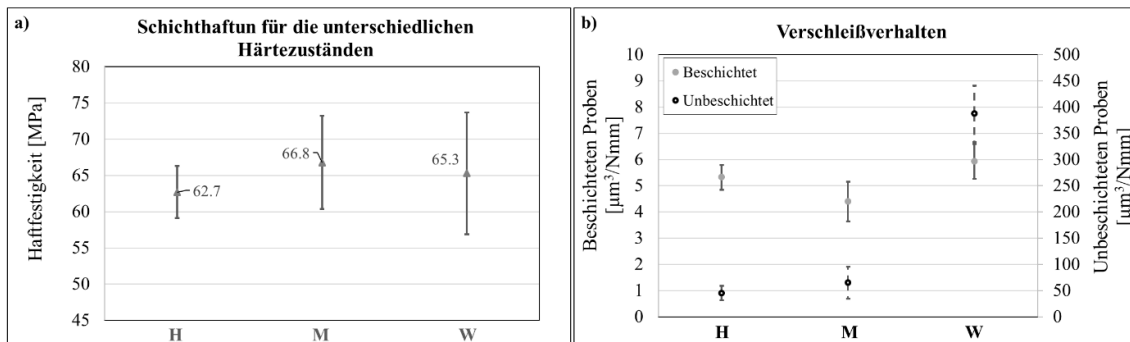


Abb. 9: a) Schichthaftung, b) Verschleißverhalten

4 Zusammenfassung und Ausblick

Die vorliegende Arbeit verdeutlicht den Effekt der Wärmebehandlung und der Vorbereitung des Wälzlagerstrahls 100Cr6 auf die induzierte Eigenspannung. Hierbei wurden sowohl die Zustände vor dem thermischen Spritzen mittels HVOF Verfahren, als auch in den erzeugten WC-12Co-Schichten betrachtet. Zum anderen wurde untersucht, welche Auswirkungen die erzeugten Eigenspannungen auf die Schichteigenschaften haben. Aufschluss über den Eigenspannungszustand gab die Eigenspannungsmessung mittels Röntgenbeugung. Es lassen sich folgende Ergebnisse der Untersuchungen festhalten:

- Im unbeschichteten Zustand konnte festgestellt werden, dass sich aufgrund der Wärmebehandlung für den Probenzustand **H** einem erhöhten Zugeigenspannungen und für die Probenzustände **W** und **M** Druckeigenspannungsbereich eingestellt haben.
- Durch das Sandstrahlen werden bei allen Proben hohe Druckeigenspannungen gebildet.
- Alle erzeugten Schichten weisen tendenziell mit steigendem Härtezustand abnehmende Druckeigenspannungen auf.
- Die Wärmebehandlung hat einen geringen Einfluss auf die Verschleißfestigkeit der erzeugten Schichten. Probenzustand **M** zeigt den geringsten Verschleiß von allen drei Härtegraden.
- Es konnte kein Zusammenhang zwischen Wärmebehandlung und Phasenzusammensetzung der erzeugten Schichten ausgemacht werden.
- Die Haftzugfestigkeit der aufgetragenen Schicht ist in allen Fällen gleich. Probenzustand **M** zeigt hier auch eine bessere Haftung als die anderen Härtegrade.

In weiteren Untersuchungen werden Dauerschwingversuche als Untersuchungsmethode genutzt, um mögliche Auswirkungen der Eigenspannungen auf die Dauerfestigkeit nachzuweisen.

Literatur

- [1] Yang, Q.; Senda, T.; Ohmori, A.: Effect of carbide grain size on microstructure and sliding wear behavior of HVOF-sprayed WC-12% Co coatings. Wear. 254 (1–2) (2003), S. 23–34.
- [2] Kolbe, J.: Thermisch beschichtete, faserverstärkte Polymerwerkzeuge für die Umformung höherfester Blechwerkstoffe. Dissertation, TU Dortmund, 2012.
- [3] Adam, P.: Fertigungsverfahren von Turboflugtriebwerken. Technik der Turboflugtriebwerke. Birkhäuser, Basel. 1998.
- [4] Haindl, H.: Einfluß der Fertigungsparameter der Haftschrift auf die Lebensdauer keramischer Wärme-dämmschichtsysteme. 1. Aufl. München: Utz Wiss, 1998. – ISBN 978-3-8316-8036-8

- [5] Bansal, P.; Shipway, P. H.; Leen, S. B.: Residual stresses in high-velocity oxy-fuel thermally sprayed coatings - Modelling the effect of particle velocity and temperature during the spraying process. *Act. Mater.* 55 (2007)15., S. 5089–5101.
- [6] Pina, J.; Dias, A.; Lebrun, J. L.: Mechanical stiffness of thermally sprayed coatings and elastic constants for stress evaluation by X-ray diffraction. *Mater. Sci. Eng., A.* 267 (1999) 1, S. 130–144.
- [7] Greving, D.; Shadley, J.; Rybicki, E.; Effects of coating thickness and residual stresses on the bond strength of ASTM C633-79 thermal spray coating test specimens. *J. Therm. Spray Technol.* 3 (1994) 4, S. 371–378.
- [8] Matejcek, J.; Sampath, S.: In situ measurement of residual stresses and elastic moduli in thermal sprayed coatings: Part 1: apparatus and analysis. *Act. Mater.* 51 (2003) 3, S. 863–872.
- [9] Cutler, R. A.; Virkar, A. V.: The effect of binder thickness and residual stresses on the fracture toughness of cemented carbides. *J. Mater. Sci.* 20 (1985) 10, S. 3557–3573.
- [10] Kovářík, O.; Siegl, J.; Nohava, J.; Chráska, P.: Young's modulus and fatigue behavior of plasma-sprayed alumina coatings. *J. Therm. Spray Technol.* 14 (2005) 2, S. 231–238.
- [11] Ahmed, R.; Hadfield, M.: Mechanisms of fatigue failure in thermal spray coatings. *J. Therm. Spray Technol.* 11 (2002) 3, S. 333–349.
- [12] Clyne, T.; Gill, S.: Residual Stresses in Thermal Spray Coatings and Their Effect on Interfacial Adhesion: A Review of Recent Work. *J. Therm. Spray Technol.* 5 (1996) 4, S. 401–418.
- [13] Matejcek, J.; Sampath, S.; Gilmore, D.; Neiser, R.: In situ measurement of residual stresses and elastic moduli in thermal sprayed coatings: Part 2: processing effects on properties of Mo coatings. *Act. Mater.* 51, (2003) 3, S. 873–885.
- [14] Noyan, I.C.; Cohen, J.B.: Residual stress – measurement by diffraction and interpretation (Hrsg. B. Ilshner and N. J. Grant). 2. Aufl. New York: Springer, 1987. -ISBN 3- 540- 96378- 2.
- [15] Hauk, V.: Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods. 2. Aufl. Amsterdam, Elsevier, 1997. - ISBN: 9780444824769.

Danksagung

Wir danken dem DFG für die finanzielle Unterstützung des Projekts „Steigerung der dynamischen Festigkeit thermisch beschichteter Bauteile durch spanende Oberflächenkonditionierung“ (AOBJ: 627822).

Autorenanschriften

Dipl.-Ing. Mohamed Abdulgader

Technische Universität Dortmund
Lehrstuhl für Werkstofftechnologie
Leonhard-Euler- Str. 2
44227 Dortmund

Telefon: 0231-7552579

Telefax: 0231-7554079

E-Mail: mohamed.abdulgader@udo.edu